

© EPODOC / EPO

PN - SU1763511 A 19920923
PD - 1992-09-23
PR - SU19904905678 19901105
OPD - 1990-11-05
TI - STEEL
IN - GLAZISTOV ANATOLIJ G (SU)
PA - ORSKIJ MEKH Z (SU)
IC - C22C38/48

© WPI / DERWENT

TI - Steel compsn. contg. carbon@, silicon@, and chromium@ - contains manganese@, molybdenum@, vanadium@, nickel@, calcium@, magnesia, tantalum carbide(s) hafnium, osmium, praseodymium, lithium and iron

PR - SU19904905678 19901105

PN - SU1763511 A1 19920923 DW199338 C22C38/48 010pp

PA - (ORSK-R) ORSK MECH WKS

IC - C22C38/48

IN - GLAZISTOV A G

AB - SU1763511 Steel contains (in wt. %): carbon 0.62-0.80, silicon 0.7-1.5, chromium 1.4-1.8, manganese 0.9-1.3, molybdenum 0.7-0.94, vanadium 0.24-0.56, nickel 1.4-1.85, calcium 0.002-0.004, tantalum carbides 0.12-0.16, magnesium oxide 0.09-0.14, hafnium 1.1-1.52, osmium 0.11-0.16, praseodymium 0.10-0.22, lithium 0.06-0.10 and iron. The total content of nickel and silicon amounts to 2.55-2.90% and the ratio of total content of molybdenum, vanadium and hafnium to the content of carbon is 3.25-3.96.

- Additional presence of tantalum carbides promotes formation of disperse chromium, molybdenum and vanadium carbides and also nitrides and carbonitrides, improving uniformity of structure and hardness of steel. Introduction of magnesium oxide results in formation of inert, difficultly coagulating particles in steel structure, improving strength and yield point of steel. Hafnium forms finely dispersed hafnium carbides, improving wear resistance, while osmium accelerates formation of chromium, molybdenum and vanadium carbides, and prevents their coagulation. Praseodymium changes nature, form and distribution of sulphide inclusions and lithium improves desulphurisation of steel, improves impact strength and wear resistance of steel.
- Tests show that proposed steel has hardness 60.2-62.9, impact strength 514-594 KJ/sq.m, initial crack resistance 0.167-0.202 mm, after 2600 cycles 0.154-0.192, wear resistance (in wt. loss) 5.9-8.0 g and yield point (under compression) 2200-2305 MPa.
- USE/ADVANTAGE - Steel is used in prodn. of cold deformation stamps for pressing cup-type parts from high strength steel. Steel has increased hardness, yield point and impact strength. Bul.35/23.9.92(Dwg. 0/0)

OPD - 1990-11-05

AN - 1993-301508 [38]



ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ
ПО ИЗОБРЕТЕНИЯМ И ОТКРЫТИЯМ
ПРИ ГКНТ СССР

ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ

К АВТОРСКОМУ СВИДЕТЕЛЬСТВУ

1

(21) 4905678/02
(22) 05.11.90
(46) 23.09.92: Бюл. № 35
(71) Орский механический завод
(72) А.Г. Глазистов
(56) Авторское свидетельство СССР
№ 1507850, кл. С 22 С 38/46, 1989.
(54) СТАЛЬ

(57) Изобретение относится к металлургии, в частности к стали, которая может быть использована для изготовления штампов диаметром 230 мм и высотой 295 мм холодного деформирования для прессования деталей типа стакана из высокопрочной стали. С целью повышения твердости, ударной вязкости, предела текучести при сжатии, по-

2

сле действия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости, удароустойчивости, износостойкости, сталь содержит компоненты при следующем соотношении, мас. %: 0,62–0,80 углерода, 0,7–1,5 кремния, 1,4–1,8 хрома, 0,9–1,3 марганца, 0,7–0,94 молибдена, 0,24–0,56 ванадия, 1,4–1,85 никеля, 0,002–0,004 кальция, 0,12–0,16 карбидов тантала, 0,09–0,14 окиси магния, 1,1–1,52 гафния, 0,11–0,16 осмия, 0,10–0,22 празеодима, 0,06–0,10 лития, железо – остальное, при условии, что суммарное содержание никеля и кремния составляет 2,55–2,9, а отношение суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода – 3,25–3,96.

Изобретение относится к области металлургии, в частности, к области производства сталей, которые могут быть использованы для изготовления штампов диаметром 230 мм и высотой 295 мм холодного деформирования для прессования деталей типа стакана из высокопрочной стали. Известна сталь, содержащая, мас. %:

Углерод	0,60–0,78
Кремний	0,6–1,5
Марганец	≤1,5
Хром	0,8–1,9
Молибден	0,55–1,5
Ванадий	0,05–0,50

а также не менее одного элемента из ряда

Ниобий	≤0,3
Титан	≤0,3
Цирконий	≤0,3

или

Сера	≤0,3
Селен	≤0,3

Свинец	≤0,3
Теллур	≤0,2
Кальций	≤0,2
Железо	Остальное

(см. заявку № 59–80754, Япония, заявлена 17.10.82, Кл. МКИ С 22 С 38/24, С 22 С 38/28; реферат стали опубликован в реферативном журнале "Металлургия, 15И, Металловедение и термическая обработка", № 4, 1985 г, М.: ВИНТИ, с. 109, 4И809П). Эта сталь может быть использована для изготовления штампов диаметром до 230 мм и высотой 295 мм холодного деформирования при прессовании деталей типа стакана из высокопрочной стали, т.к. композиция по углероду и легирующим элементам может обеспечить при удовлетворительных уровнях твердости, предела текучести при сжатии, ударной вязкости, высокими уровнями после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости, удароустойчиво-

сти, износостойкости. Однако на таком широком диапазоне содержания легирующих элементов обнаруживаются ряд составов, которые в одном случае будут иметь низкие значения твердости, предела текучести при сжатии, износостойкости после воздействия циклических нагрузок сжатия и низкая удароустойчивость после воздействия циклических нагрузок сжатия. Из-за низкой исходной твердости и низкой износостойкости после воздействия циклических нагрузок сжатия происходит интенсивный износ штампа в результате чего детали получают бракованными с отклонениями по размерам: из-за низкой ударной вязкости и низкой трещиностойкости после воздействия циклических нагрузок сжатия а также из-за низкой удароустойчивости после воздействия циклических нагрузок сжатия инструмент преждевременно выходит из строя по причине разрушения (микротрещинам), что отрицательно сказывается на производительности прессы. Из-за низкого предела текучести при сжатии происходит потеря геометрических размеров штампа в результате чего получают детали бракованными по причине отклонения геометрических размеров.

Известна сталь, содержащая, мас. %:

Углерод	0,5-0,6
Кремний	1,2-1,6
Хром	0,95-1,1
Марганец	0,45-0,6
Молибден	0,4-0,6
Ванадий	0,1-0,3
Никель	1,3-1,5
Кальций	0,001-0,003
Железо	Остальное

Эта сталь обладает удовлетворительной ударной вязкостью, закаливается а также обладает удовлетворительной способностью сохранять на высоком уровне после действия циклических нагрузок сжатия удароустойчивость и поэтому может быть использована для изготовления штампов диаметром до 230 мм и высотой 295 мм холодного деформирования для прессования деталей типа стакана из высокопрочной стали. Однако эта сталь не сохраняет на высоких уровнях после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкость, износостойкость, что отрицательно сказывается на эксплуатационной стойкости инструмента: из-за низкой способности сохранять на высоком уровне после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкость, инструмент преждевременно выходит из строя по причине разрушения, что отрицательно сказывается на произво-

дительности прессы а из-за низкой способности сохранять на высоком уровне после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости происходит интенсивный износ штампа в результате чего детали получают бракованными с отклонениями по геометрическим размерам. Кроме того данная сталь имеет низкий предел текучести при сжатии, что приводит к потере геометрических размеров штампа в результате чего получают детали бракованными по причине отклонения геометрических размеров. Поэтому ее применение ограничено для штампов диаметром до 230 мм и высотой 295 мм холодного деформирования при прессовании деталей типа стакана из высокопрочной стали. Целью настоящего изобретения является устранение указанных недостатков. В основу изобретения поставлена задача создать сталь с таким составом, входящих в нее компонентов и их соотношением, которые обеспечили бы ей после воздействия циклических нагрузок сжатия высокие уровни трещиностойкости, удароустойчивости, износостойкости а также высокие уровни твердости, ударной вязкости, предела текучести при сжатии по сравнению со сталями аналогичного назначения. Для достижения указанной цели в сталь, в состав которой входят углерод, кремний, хром, марганец, молибден, ванадий, никель, кальций, железо, согласно изобретению, дополнительно вводят карбиды тантала, карбиды церия, гафний, осмий, празеодим (физическое состояние их - твердое), при этом названные ингредиенты должны быть в следующих соотношениях, мас. %:

Углерод	0,62-0,80
Кремний	0,7-1,5
Хром	1,4-1,8
Марганец	0,9-1,3
Молибден	0,7-0,94
Ванадий	0,24-0,56
Никель	1,4-1,85
Кальций	0,002-0,004
Карбиды тантала	0,12-0,16
Оксид магния	0,09-0,14
Гафний	1,1-1,52
Осмий	0,11-0,16
Празеодим	0,10-0,22
Литий	0,06-0,10
Железо	Остальное

при условии, что отношение суммарного содержания никеля и кремния должно составлять 2,55-2,90 мас. %, а также отношение суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода должно составлять 3,25-3,96. Предлагаемая сталь отличается от известной:

1. Дополнительным содержанием карбидов тантала от 0,12 до 0,16 мас. %. Карбиды тантала, введенные в указанных количествах обеспечивают в стали при литье при повышенных температурах 1580–1785°C равномерное распределение карбидов тантала, которые являются зародышами для дальнейшего выделения дисперсных карбидов хрома, молибдена, ванадия а также нитридов и карбонитридов и получение в последующем послековки и термической обработки структуры с равномерным распределением дисперсных карбидов, нитридов и карбонитридов, что в итоге повышает твердость, предел текучести при сжатии. Уменьшение содержания карбидов тантала менее 0,12 вес. % снижает их эффективность в стали по измельчению карбидов хрома, молибдена, ванадия а также нитридов и карбонитридов ванадия, что отрицательно сказывается на снижении твердости, предела текучести при сжатии. Увеличение карбидов тантала более 0,16 мас. % приводит в стали к крупным скоплениям карбидов тантала и вследствие этого образуется неравномерное распределение нитридов и карбонитридов ванадия а также карбидов хрома, молибдена, ванадия, которые слабо связаны с матрицей и быстро выкрашиваются, что отрицательно сказывается на снижении после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости. Кроме того, из-за крупных скоплений карбидов тантала и карбонитридов, нитридов ванадия а также карбидов хрома, молибдена, ванадия при содержании в стали карбидов тантала более 0,16 мас. % снижается ударная вязкость.

2. Дополнительным содержанием окиси магния в пределах 0,09 до 0,14 мас. %. Окись магния, введенная в указанных количествах создает в стали инертные со слабой реакционной способностью к коагуляции дисперсные упрочняющие частицы а также придает стали комбинированное карбидно-окисноинтерметаллидное упрочнение, что в совокупности приводит к повышению предела текучести при сжатии а также к повышению после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости, удароустойчивости. Уменьшение содержания окиси магния менее 0,09 мас. % уменьшает в стали количество инертных со слабой реакционной способностью к коагуляции дисперсных упрочняющих частиц и снижает эффект комбинированного карбидноинтерметаллидного упрочнения, что приводит к снижению предела текучести при сжатии и к снижению после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости, ударо-

устойчивости. Увеличение содержания окиси магния более 0,14 мас. % приводит к образованию сложных хромомолибденованадиевомагниевоых окислов в виде хрупких пленок окислов по границам зерен, в результате чего снижается предел текучести при сжатии и снижается после воздействия циклических нагрузок сжатия удароустойчивости, износостойкость.

3. Дополнительным содержанием гафния от 1,1 до 1,52 мас. %. Гафний, введенный в указанном количестве образует стойкие в коагуляции при эксплуатации стали в режиме циклических нагрузок сжатия, мелкодисперсные карбиды гафния, что приводит к повышению твердости и повышению после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости. Уменьшение содержания гафния менее 1,1 мас. % приводит к небольшому количеству мелкодисперсных стойких к коагуляции карбидов гафния, что отрицательно сказывается на снижении твердости, и снижении после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости. Увеличение содержания гафния более 1,52 мас. % приводит к крупным скоплениям карбидных фаз и образованию карбидной неоднородности, что в итоге отрицательно сказывается на снижении ударной вязкости и на снижении после воздействия циклических нагрузок сжатия удароустойчивости. Кроме того, увеличение содержания гафния более 1,52 мас. % приводит к перелегированию стали из-за чего образуется повышенное количество остаточного аустенита, приводящий к снижению твердости.

4. Дополнительным содержанием осмия от 0,11 до 0,16 мас. %. Осмий, введенный в указанном количестве усиливает образование тонко распределенных дисперсных, выделившихся при упрочняющей термической обработке карбидов хрома, молибдена, ванадия и замедляет процесс коагуляции их при эксплуатации стали в условиях циклического нагружения сжатия, что приводит к повышению после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости, удароустойчивости. Уменьшение содержания осмия менее 0,11 мас. % не эффективно, т.к. снижение содержания осмия снижает образование при термической обработке тонко распределенных дисперсных карбидов хрома, молибдена, ванадия, что приводит к снижению после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости, удароустойчивости. Увеличение содержания осмия более 0,16 мас. % приводит к образованию по границам зерен хрупкого соединения в виде пленок FeOS, что

отрицательно сказывается на снижении после воздействия циклических нагрузок сжатия удароустойчивости, трещиностойкости.

5. Дополнительным содержанием празеодима от 0,10 до 0,22 мас. %. Празеодим, введенный в указанном количестве изменяет природу, форму и распределение сульфидных включений: сульфидные включения становятся более тугоплавкими и глобулярными, границы зерен очищаются от сульфидных включений не только по границам но и в теле зерен. Все это в совокупности повышает ударную вязкость а также повышает после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкость. Кроме того, празеодим, введенный в указанном количестве образует сложные окислы празеодима с хромом, ванадием, марганцем типа шпинели, что также повышает после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкость. Уменьшение содержания празеодима менее 0,10 мас. % неэффективно, т.к. снижение содержания празеодима уменьшает его роль как глобуляризатора сульфидных включений: незначительно очищает зерна от сульфидных включений как по границам так и по телу зерен а также уменьшает количество сложных окислов празеодима с хромом, ванадием, марганцем типа шпинели, что в совокупности приводит к снижению ударной вязкости и к снижению после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости. Увеличение содержания празеодима выше 0,22 мас. % также нежелательно, т.к. будет иметь место загрязнение металла сложными многофазными включениями, при этом за счет увеличения остаточного празеодима в расплаве заметно возрастает склонность стали к повторному окислению и загрязненность стали неметаллическими включениями увеличивается, в результате чего снижается ударная вязкость и снижается после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкость.

6. Дополнительным содержанием лития от 0,06 до 0,10 мас. %. Литий, введенный в указанном количестве усиливает общую десульфурацию стали, уплотняет структуру вблизи зерен, очищает от фосфора и карбидных выделений, что в совокупности повышает ударную вязкость и повышает после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкость. Уменьшение содержания лития менее 0,06 мас. % неэффективно, т.к. снижение содержания лития повышает рыхлость структуры вблизи зерен, не очищает границы зерен от обогащения фосфором и карбидных выделений, что приводит к снижению ударной вязкости и к снижению по-

сле воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости. Увеличение содержания лития более 0,10 мас. % приводит к повышению загрязненности стали окислами лития в результате повторного окисления лития и его соединений, что отрицательно сказывается на снижении ударной вязкости и на снижении после воздействия циклических нагрузок сжатия износостойкости.

7. Суммарное содержание кремния и никеля в стали должно составлять 2,55–2,90 мас. %. При этом содержание в стали кремния, никеля должно быть в пределах состава заявляемой стали, т.е. кремния в пределах 0,7–1,5 мас. %, никеля в пределах 1,4–1,85 мас. %. Суммарное содержание в стали кремния и никеля в пределах 1,55–2,90 мас. % при упрочняющей термической обработке обеспечивает как в теле так и по границам зерен мелкодисперсные равномерные выделения карбидов ванадия, молибдена, гафния а также карбонитридов ванадия, гафния в результате чего повышается ударная вязкость и повышается после воздействия циклических нагрузок сжатия удароустойчивость. Суммарное содержание в стали кремния и никеля менее 2,55 мас. % при упрочняющей термической обработки приводит к неравномерному выделению дисперсных карбидов ванадия, молибдена, гафния а также карбонитридов ванадия, гафния как в теле так и по границам зерен в результате чего снижается ударная вязкость и снижается после воздействия циклических нагрузок сжатия удароустойчивость. Суммарное содержание в стали кремния и никеля более 2,90 мас. % приводит при упрочняющей термической обработки к выделению укрупненных карбидов ванадия, молибдена, гафния а также карбонитридов ванадия, гафния как в теле так и по границам зерен в результате чего снижается ударная вязкость и снижается после воздействия циклических нагрузок сжатия удароустойчивость.

8. Отношение суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода должно составлять 3,25–3,96. При этом содержание в стали молибдена, ванадия, гафния, углерода должно быть в пределах состава заявляемой стали, т.е. молибдена в пределах 0,7–0,94 мас. %, ванадия 0,24–0,56 мас. %, гафния 1,1–1,52 мас. %, углерода 0,62–0,80 мас. %. Отношение суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода в пределах 3,25–3,96 обеспечивает высокое обогащение мартенсита углеродом, в результате чего повышается твердость, предел текучести при сжатии. Отношение

суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода менее 3,25 приводит к переобогащению мартенсита углеродом из-за чего образуется большое количество остаточного аустенита, что отрицательно сказывается на снижении твердости, предела текучести при сжатии. Отношение суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода более 3,96 приводит к снижению степени обогащения мартенсита углеродом, в результате чего снижается твердость и предел текучести при сжатии. Кроме того, отношение суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода более 3,96 приводит к крупным скоплениям по границам зерен карбидов молибдена, ванадия, гафния а также карбонитридов ванадия, гафния в результате чего снижается после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкость. Приведенное содержание углерода (0,62–0,80 мас. %) обеспечивает стали высокие уровни твердости, предела текучести при сжатии. Указанное содержание кремния (0,7–1,5 мас. %) обеспечивает стали полное раскисление и получение плотной отливки а также повышение удароустойчивости после воздействия циклических нагрузок сжатия. Введение в сталь марганца в пределах от 0,9 до 1,3 мас. %, хрома от 1,4 до 1,8 мас. % обеспечивает стали после воздействия циклических нагрузок сжатия высокие уровни износостойкости. Введение в сталь ванадия в пределах от 0,24 до 0,56 мас. %, молибдена от 0,7 до 0,94 мас. % повышает твердость и предел текучести при сжатии. Введение в сталь никеля в пределах от 1,4 до 1,85 мас. %, кальция от 0,002 до 0,004 мас. % повышает ударную вязкость а также повышает после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкость. Основным компонентом стали является железо, но кроме указанных легирующих элементов в ней содержится примеси в мас. %: серы до 0,03, фосфора до 0,03, меди до 0,20. Наиболее эффективно сталь, согласно изобретению, может быть использована для изготовления штампов диаметром до 230 мм, высотой 295 мм холодного деформирования для прессования деталей типа стакана из высокопрочной стали. Для пояснения изобретения ниже описаны примерные составы сталей со ссылками на прилагаемую таблицу. Сталь, согласно изобретению, выплавляют в электропечах по известным способам выплавки инструментальных сталей на обычных шихтовых материалах с соответствующим содержанием ингредиентов. Для подтверждения того, что заявляемая сталь в соответствии с формулой

изобретения обеспечивает достижение поставленной цели приводим для сравнения плавки № 6–8 конкретного выполнения с граничным и оптимальным значениями всех ингредиентов, входящих в состав известной стали (прототипа) с полученными по каждому из них механико-технологическими свойствами в процессе их испытания на образцах того же типа и при тех же одинаковых условиях их изготовления, что и заявляемой стали (плавки № 1–5).

Химический состав сталей плавки 1–8 приведен в табл. 1

Состав плавки 1 (см. табл. 1) не обеспечивает стали высокой твердости: твердость на шлифованных, с параметром шероховатости $R_a = 0,32$ мкм по ГОСТ 2789–73, образцах размером 15x15x15 мм, вырезанных электроэрозионным способом с поверхности заготовок диаметром 230 мм и высотой 295 мм, прошедшие закалку от температуры аустенитизации 890°C с выдержкой 3,5 ч и охлаждения в масле (и двухкратный отпуск) первый отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C; второй отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C (составляет при температуре испытания 20°C 59,1 ед. HRC. Сталь, указанного состава имеет низкую ударную вязкость 456 кДж/м². Ударную вязкость определяли на шлифованных до параметра шероховатости $R_a = 0,32$ мкм по ГОСТ 2789–73 образцах II типа по ГОСТ 9454–78 при V-виде концентратора ($R = 0,25$ мм) напряжения. Образцы для определения ударной вязкости вырезались электроэрозионным способом с поверхности заготовок диаметром 230 мм и высотой 295 мм, прошедшие закалку (закалка от температуры аустенитизации 890°C с выдержкой 3,5 ч и охлаждения в масле) и двухкратный отпуск (первый отпуск при 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C; второй отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C). Испытания производили на копре с запасом работы маятника 147 Дж при температуре 20°C. Сталь, указанного состава при температуре испытания 20°C имеет низкий предел текучести при сжатии равный 2000 МПа. Предел текучести при сжатии определялся на образцах диаметром 5 мм, высотой 8 мм/образцы электроэрозионным способом вырезались с поверхности заготовок диаметром 225 мм и высотой 295 мм, прошедшие закалку от температуры аустенитизации 890°C с выдержкой 3,5 ч и охлаждения в масле и двухкратный отпуск (первый отпуск при температуре 230°C продолжительно-

стью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C; второй отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C). Образцы шлифовали до параметра шероховатости $R_a = 0,32$ мкм по ГОСТ 2789-73 и испытывали при температуре 20°C на машине ИМ-12А с записью диаграмм нагружения при скорости нагружения 1,2 мм/мин. Сталь, указанного состава, после термической обработки и воздействия циклических нагрузок сжатия при температуре 20°C имеет низкую трещиностойкость 0,1085 мм. Образцы для определения трещиностойкости, вырезались электроэрозионным способом с поверхности штампа диаметром 225 мм и высотой 295 мм, прошедшие закалку от температуры аустенитизации 890°C и двухкратный отпуск (первый отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C; второй отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C (и действия циклических нагрузок сжатия, нормально приложенных к плоской поверхности штампа циклирования). Циклирование штампов производили на гидравлическом прессе путем циклического нагружения сжатия при нормальном напряжении 190 кгс/мм² в количестве 2600 циклов. Общая продолжительность одного цикла 31 с., в том числе: время для достижения напряжения 190 кгс/мм² составляло 8 с., активное время нажатия 4,5 с., время на перемещение штока прессы для производства следующего цикла составляло 18,5 с. Усилие прессы измеряли манометром, время определяли секундомером. Следует отметить, что нормальное напряжение равно 190 кгс/мм² — это минимальное напряжение, необходимое для прессования деталей, а число циклов равно 2600, — это средняя стойкость штампов, изготовленных из стали прототипа. Трещиностойкость $S_{кр}$ оценивали по длине зародышевой трещины, возникающей на границе карбидной фазы и мартенсита по формуле:

$$S_{кр} = 44(K_{LC}/H)^2, \text{ мм}$$

где K_{LC} — критический коэффициент интенсивности напряжения, кгс/мм^{3/2}, H — микротвердость, измеренная на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 г, кгс/мм². Методика испытания на трещиностойкость описана в книге С.И. Булычев, В.П. Алехин "Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора", М.: Машиностроение, 1990 г., с. 141. Критический коэффициент интенсивности напряжения определяли на призматических с наведенной усталостной

трещиной образцах малого размера 15x20x150 мм/образцы электроэрозионным способом вырезались с поверхности штампа диаметром 225 мм и высотой 295 мм прошедшие по вышеописанным режимам закалки, двухкратного отпуска и циклирования. Образцы шлифовали до параметра шероховатости $R = 0,32$ мкм по ГОСТ 2789-73. Испытания образцов проводили при температуре 20°C на копре с запасом энергии 147 Дж. В процессе испытания определяли полную работу разрушения (A , Дж) и непосредственно на изломе длину исходной усталостной трещины (l , мм). Эти данные были исходными для вычисления характеристика K_{LC} по формуле:

$$K_{LC} = \sqrt{\frac{E \cdot A \cdot t}{(1 - \nu)^2 t_h B^2 (2,94 - 4,46 l/B)}}$$

где E и ν — соответственно модуль упругости и коэффициент Пуассона, B , t и t_h — высота, номинальная толщина и толщина образцов в нетто-сечении (методика испытания описана в автореферате кандидатской диссертации Гельмиза В.И. "Теоретическое и экспериментальное исследование вязкости разрушения конструкционных и корпусных сталей при динамическом нагружении", М.: ЦНИИТМАШ, 1974 г., 30 с.). Из половинок отработанных (прошедших испытания-испытанных) образцов критического коэффициента интенсивности напряжения на поверхности перпендикулярной линии надреза, готовили темплеты-микрошлифы (размер темплетов-микрошлифов составлял 15x20x75 мм). На темплетах-микрошлифах прибором ПМТ-3 при нагрузке 100 г определяли микротвердость на границе карбидной фазы и мартенсита (вершина алмазной пирамиды прибора ПМТ-3 внедрялась на границе карбидной фазы и мартенсита). Травление микрошлифов производили 4%-ным этиловым спиртовым раствором азотной кислоты при температуре 20°C в течение 30 с. Сталь, указанного состава после термической обработки и воздействия циклических нагрузок сжатия при температуре 20°C имеет низкую удароустойчивость равную 1072 ударов. Удароустойчивость определяли на образцах диаметром 15 мм и высотой 24 мм, вырезанных электроэрозионным способом с поверхности штампа диаметром 225 мм и высотой 295 мм, прошедшие закалку от температуры аустенитизации 890°C с выдержкой 3,5 ч и охлаждения в масле и двухкратный отпуск (первый отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C; второй отпуск при темпе-

ратуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C) и воздействия циклических нагрузок сжатия, нормально приложенных к плоской поверхности штампа (циклирования). Циклирование штампов (приложение циклических нагрузок сжатия) производили на гидравлическом прессе путем циклического нагружения сжатия при нормальном напряжении 190 кгс/мм² в количестве 2600 циклов. Общая продолжительность одного цикла 31 с., в том числе: время для достижения напряжения 190 кгс/мм² составляло 8 с, активное время нажатия 4,5 с, время на перемещение штока для производства следующего цикла составляло 18,5 с. Усилие пресса замеряли манометром, время определяли секундомером. Следует отметить, что нормальное напряжение равное 190 кгс/мм² – это минимальное напряжение, необходимое для прессования деталей, а число циклов равное 2600 – это средняя стойкость штампов, изготовленных из стали прототипа. Образцы для определения удароустойчивости шлифовали до параметра шероховатости $R_a = 0,32$ мкм по ГОСТ 2789-73 и испытывали при температуре 20°C на копре при энергии удара 19,6 Дж. Удар производили в центр торцевой части шариком диаметром 19 мм из закаленной с твердостью 62,0 ед. HRC стали ШХ15: удароустойчивость определялась по числу ударов до образования первой трещины на образце (методика испытания описана в книге Б.А.Войнов "Износостойкие сплавы и покрытия", М.: Машиностроение, 1980 г., с. 53). Сталь, указанного состава после термической обработки и действия циклических нагрузок сжатия при температуре 20°C имеет низкую износостойкость: потеря массы у испытанных образцов составила 12,74 грамм. Износостойкость определяли на образцах диаметром 28 мм и высотой 23 мм, вырезанных электроэрозионным способом с поверхности штампа диаметром 225 мм и высотой 295 мм, прошедший закалку от температуры аустенитизации 890°C с выдержкой 3,5 ч и охлаждения в масле и двукратный отпуск (первый отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C; второй отпуск при температуре 230°C продолжительностью 5 ч, охлаждение на воздухе до 20°C) и воздействия циклических нагрузок сжатия, нормально приложенных к плоской поверхности штампа (циклирования). Циклирование штампов (приложение циклических нагрузок сжатия) производили на гидравлическом прессе путем циклического нагружения сжатия при нормальном напряжении 190 кгс/мм² в ко-

личестве 2600 циклов. Общая продолжительность одного цикла 31 с. в том числе: время для достижения напряжения 190 кгс/мм² составляло 8 с, активное время нажатия 4,5 с, время на перемещение штока пресса для производства следующего цикла составляло 18,5 с. Усилие пресса замеряли манометром, время определяли секундомером. Следует отметить, что нормальное напряжение равное 190 кгс/мм² – это минимальное напряжение, необходимое для прессования деталей, а число циклов равное 2600, – это средняя стойкость штампов, изготовленных из стали прототипа. Образцы для определения износостойкости шлифовали до параметра шероховатости $R = 0,32$ мкм по ГОСТ 2789-73. Испытания на износ (износостойкость) производили при температуре 20°C в абразивной массе зерна электрокорунда белого ЭБ твердостью 2000 даН/мм² крупностью 500 мкм, при малой частоте вращения абразивного резервуара 8,1 об/мин. Глубина слоя зерна в резервуаре 70 мм, глубина погружения нижнего торца образца 60 мм. Минимальное расстояние боковой поверхности образца от боковой поверхности абразивного резервуара 10 мм, длительность испытания при температуре 20°C 60 мин. Износостойкость (износ) определялась по потере массы: взвешивание производили на аналитических весах ВЛА-200 г-М. При испытании верхние и нижние торцы образцов прикрывались шайбами соответствующих размеров и не изнашивались (методика испытания на износостойкость описана в книге В.Н.Кашеева "Процессы в зоне фрикционного контакта металлов", М.: Машиностроение, 1978 г., 213 с.). Состав плавки 2, при рассмотренных выше методах испытаний, режимах термической обработки и циклического нагружения сжатия обеспечивает стали высокими уровнями твердости (60,2 ед. HRC), ударной вязкости (594 кДж/м²), предела текучести при сжатии (2200 МПа) а также обеспечивает стали высокими уровнями после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости (0,192 мм), удароустойчивости (1397 ударов), износостойкости (8,9 г). Состав плавки 3, при рассмотренных выше методах испытаний, режимах термической обработки и циклического нагружения сжатия обеспечивает стали высокие уровни твердости (61,5 ед. HRC), ударной вязкости (556 кДж/м²), предела текучести при сжатии (2305 МПа) а также обеспечивает стали высокие уровни после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости (0,171 мм), удароустойчивости (1302 ударов), износостойко-

сти (7,8 г). Состав плавки 4, при рассмотренных выше методах испытаний, режимах термической обработки и циклического нагружения сжатия обеспечивает стали высокие уровни твердости (62,9 ед. HRC), ударной вязкости (514 кДж/м²), предела текучести при сжатии (2410 МПа) а также обеспечивает стали высокие уровни после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости (0,154 мм), удароустойчивости (1204 ударов), износостойкости (6,74 г). Состав плавки 5, при рассмотренных выше методах испытаний, режимах термической обработки и циклического нагружения сжатия не обеспечивает стали высокие уровни твердости (58,5 ед. HRC), ударной вязкости (424 кДж/м²), предела текучести при сжатии (2080 МПа), а также не обеспечивает высокими уровнями после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости (0,107 мм), удароустойчивости (997 ударов), износостойкости (11,22 г). Состав плавки 6, при рассмотренных выше методах испытаний, режимах термической обработки и циклического нагружения сжатия не обеспечивает стали высокие уровни твердости (52,1 ед. HRC), ударной вязкости (380 кДж/м²), предела текучести при сжатии (1800 МПа) а также не обеспечивает высокими уровнями после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости (0,099 мм), удароустойчивости (697 ударов), износостойкости (16,2 г). Состав плавки 7, при рассмотренных выше методах испытаний, режимах термической обработки и циклического нагружения сжатия не обеспечивает стали высоких уровней твердости (53,4 ед. HRC), ударной вязкости (343 кДж/м²), предела текучести при сжатии (1880 МПа), а также не обеспечивает высокими уровнями после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости (0,084 мм), удароустойчивости (604 ударов), износостойкости (15,4 г). Состав плавки 8, при рассмотренных выше методах испытаний, режимах термической обработки и циклического нагружения сжатия не обеспечивает стали высоких уровней твердости (55,3 ед. HRC), ударной вязкости (290 кДж/м²), предела текучести при сжатии (1910 МПа) а также не обеспечивает высокими уровнями после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости (0,063 мм), удароустойчивости (592 ударов), износостойкости (14,3 г).

Механические свойства предлагаемой стали, представлены в табл. 2 в сопоставлении с известной сталью.

Приведенные в таблице данные подтверждаются актом испытаний (приложение к материалам заявки). Предлагаемая сталь для штампов холодного деформирования, как видно из данных таблицы, состава плавки 2, 3, 4 при высоких значениях твердости, ударной вязкости, предела текучести при сжатии, имеет высокие уровни после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости, удароустойчивости, износостойкости. Применение заявляемой стали для штампов холодного деформирования приводит к увеличению стойкости инструмента.

Предлагаемая сталь прошла испытания на Орском механическом заводе и рекомендована руководством завода к внедрению.

Ф о р м у л а и з о б р е т е н и я

1. Сталь, содержащая углерод, кремний, хром, марганец, молибден, ванадий, никель, кальций и железо, отличающаяся тем, что, с целью повышения твердости, ударной вязкости, предела текучести при сжатии, после воздействия циклических нагрузок сжатия трещиностойкости, удароустойчивости и износостойкости, она дополнительно содержит карбиды тантала, окись магния, гафний, осмий, празеодим, литий при следующем соотношении компонентов, мас. %:

Углерод	0,62-0,80
Кремний	0,7-1,5
Хром	1,4-1,8
Марганец	0,9-1,3
Молибден	0,7-0,94
Ванадий	0,24-0,56
Никель	1,4-1,85
Кальций	0,002-0,004
Карбиды тантала	0,12-0,16
Окись магния	0,09-0,14
Гафний	1,1-1,52
Осмий	0,11-0,16
Празеодим	0,10-0,22
Литий	0,06-0,10
Железо	Остальное

2. Сталь по п. 1, отличающаяся тем, что суммарное содержание никеля и кремния составляет 2,55-2,90.

3. Сталь по п. 1, отличающаяся тем, что отношение суммарного содержания молибдена, ванадия, гафния к содержанию углерода составляет 3,25-3,96.

Таблица 1

Номер пла- вки	Содержание элементов, мас. %															Отношение суммарного содержания молбдана, ванадия, гаф- ния к угле- роду	
	угле- род	крем- ний	хром	марга- нец	молиб- ден	вана- дий	никель	кальций	карби- ды тан- тала	окись магния	гаф- ний	осний	празео- дий	литий	железо	суммарное содержание кремния и никеля	
1	0,53	0,3	1,2	0,7	0,58	0,08	2,075	0,001	0,10	0,065	1,73	0,085	0,04	0,04	Остальное	2,375	4,509
2	0,62	0,7	1,4	0,9	0,7	0,24	1,85	0,002	0,12	0,09	1,52	0,11	0,10	0,06	То же	2,55	3,96
3	0,71	1,1	1,6	1,1	0,82	0,40	1,625	0,003	0,14	0,115	3,31	0,135	0,16	0,08	"	2,725	3,56
4	0,80	1,5	1,8	1,3	0,94	0,56	1,4	0,004	0,16	0,14	1,1	0,16	0,22	0,10	"	2,9	3,25
5	0,89	1,9	2,0	1,5	1,06	0,72	1,775	0,005	0,18	0,165	0,89	0,185	0,28	0,12	"	3,075	3,0
6	0,5	1,2	0,95	0,45	0,4	0,1	1,3	0,001	-	-	-	-	-	-	"	-	-
7	0,55	1,4	1,025	0,525	0,5	0,2	1,4	0,002	-	-	-	-	-	-	"	-	-
8	0,6	1,6	1,1	0,6	0,6	0,3	1,5	0,003	-	-	-	-	-	-	"	-	-

Таблица 2

Номер плавки	Твердость HRC	Ударная вязкость KCV150/2/10, КДж/м ²	Трещиностойкость мм		Удароустойчивость, удар		Износостойкость / потеря массы/, г		Предел текучести при сжатии, МПа
			до циклирования	после наработки 2600 циклов	до циклирования	после наработки 2600 циклов	до циклирования	после наработки 2600 циклов	
1	59,1	456	0,1499	0,1085	1262	1072	10,62	12,74	2000
2	60,2	594	0,202	0,192	1434	1397	8,0	8,9	2200
3	61,5	556	0,182	0,171	1390	1302	6,7	7,8	2305
4	62,9	514	0,167	0,154	1315	1204	5,9	6,74	2410
5	58,5	424	0,134	0,107	1141	997	9,53	11,22	2080
6	52,1	380	0,1145	0,099	876	697	14,5	16,2	1800
7	53,4	343	0,1065	0,084	821	604	13,2	15,4	1880
8	55,3	290	0,0992	0,063	764	592	12,4	14,3	1910

Редактор Т.Шагова Составитель А.Глазистов
 Техред М.Моргентал Корректор Л.Лукач

Заказ 3431 Тираж Подписное
 ВНИИПИ Государственного комитета по изобретениям и открытиям при ГКНТ СССР
 113035, Москва, Ж-35, Раушская наб., 4/5

Производственно-издательский комбинат "Патент", г. Ужгород, ул.Гагарина, 101